

引用格式: 刘静, 王莉, 于明涵, 等. 镍基单晶高温合金近服役环境性能研究进展[J]. 中国材料进展, 2024, 43(10): 891-901.
LIU J, WANG L, YU M H, *et al.* Research Progress on the Service Environmental Performance of Nickel-Based Single Crystal Superalloys[J]. Materials China, 2024, 43(10): 891-901.

特约专栏

镍基单晶高温合金近服役环境性能研究进展

刘 静^{1,2}, 王 莉¹, 于明涵^{1,2}, 闵师领^{1,2},
李佳声¹, 董加胜¹, 楼琅洪¹

(1. 中国科学院金属研究所 师昌绪先进材料创新中心, 辽宁 沈阳 110016)

(2. 中国科学技术大学材料科学与工程学院, 安徽 合肥 230026)

摘 要: 航空发动机与燃气轮机作为国之重器, 对保障国防安全和能源安全具有重要意义。随着发动机效率的不断提升, 涡轮进气口温度不断提高。先进叶片往往采用高代次单晶高温合金材料制备, 具有薄壁、多孔复杂冷却结构, 且表面涂覆先进涂层, 因而先进单晶叶片结构越来越精细复杂, 服役过程中叶片不同部位温度场、应力场分布变化更大, 其损伤机制无法通过传统棒状试样的变形损伤机制完全体现。基于先进单晶叶片的结构特点及服役环境特点, 综述了叶片结构(薄壁、气膜孔)、二次枝晶取向(二次取向)及先进涂层等单一因素及多因素耦合作用对单晶合金拉伸、蠕变及疲劳等典型性能的影响规律及损伤机理研究, 并对镍基单晶高温合金近服役环境性能研究的发展方向进行展望。

关键词: 镍基单晶高温合金; 薄壁; 二次取向; 气膜孔; 涂层

中图分类号: TG132.3 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2024)10-0891-11

Research Progress on the Service Environmental Performance of Nickel-Based Single Crystal Superalloys

LIU Jing^{1,2}, WANG Li¹, YU Minghan^{1,2}, MIN Shiling^{1,2}, LI Jiasheng¹,
DONG Jiasheng¹, LOU Langhong¹

(1. Shi-changxu Innovation Center for Advanced Materials, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

(2. School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology of China, Hefei 230026, China)

Abstract: Aero-engines and gas turbines are of great significance for ensuring national defense security and national energy security. With the improvement of engine efficiency, the turbine inlet temperature increases continuously. High-generation single crystal superalloys have been used for manufacturing of advanced blades. The blades always possess complex cooling structures with thin wall and cooling holes, and usually possess advanced coatings. Therefore, the temperature gradient and stress gradient in the different parts of the blades would be higher. The damage mechanisms of the traditional rod samples may not fully represent the failure of the blades. Based on the complex structure and severe service environment, the effects of single factor or coupled factors, such as structure (thin-wall, film cooling holes), secondary dendrite orientation (secondary orientation), and advanced coatings on the typical properties of single crystal superalloys were reviewed in the present paper. Further, the investigation directions of the performance of nickel-based single crystal superalloys in the typical service environments were prospected.

Key words: nickel-based single crystal superalloy; thin wall; secondary dendrite orientation; film hole; coating

收稿日期: 2024-09-22 修回日期: 2024-10-10

基金项目: 航空发动机及燃气轮机基础科学中心项目(P2021-AB-IV-001-002); 中国科学院 C 类先导专项(XDC0160000)

第一作者: 刘 静, 女, 1995 年生, 博士研究生

通讯作者: 王 莉, 女, 1977 年生, 研究员, 博士生导师,

Email: wangli@imr.ac.cn

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.202409025

1 前 言

航空发动机和燃气轮机作为国之重器, 被誉为制造工业“皇冠上的明珠”。为提高发动机效率, 涡轮进气口

温度不断提升,人们主要通过发展承温能力更高的先进单晶高温合金材料,采用先进的冷却技术以及在叶片表面涂覆涂层来满足叶片承温能力不断提升的需求(图1)。然而,目前高温合金材料已经发展至第五、六代,随着单晶合金代次的提高,合金成本成倍增加,但合金每提升一代,承温能力仅提高 20~30 ℃。相比而言,冷却结构对叶片承温能力提升的贡献更大。

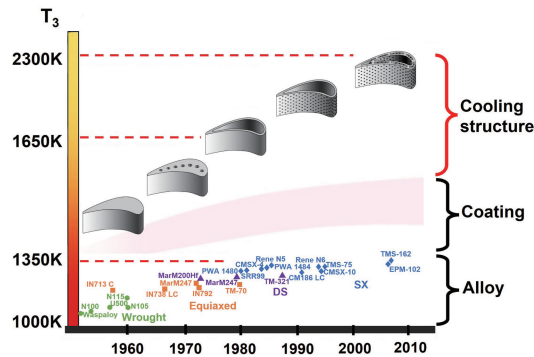


图1 高温合金叶片承温能力发展
Fig. 1 The development of temperature capability of superalloy blades

降低叶片壁厚是提高发动机推重比及冷却效率最直接的方法,但薄壁叶片的变形损伤与传统标准试样不同。为实现气膜冷却而引入的气膜孔也会对叶片性能造成影

响。而且,单晶各向异性的本质特征也会导致薄壁叶片不同位置以及不同叶片相同位置二次取向的差异^[1, 2]。同时,涂层会改变叶片基体表面状态,在涂层-基体界面形成互扩散区、二次反应区等,进而影响基体合金力学性能。因此,相关研究引起学者们的广泛关注。本文将介绍叶片的结构(壁厚、气膜孔)、取向(主要是二次取向)和涂层对单晶合金叶片近服役环境性能影响的研究进展。

2 叶片结构对性能的影响

2.1 壁厚的影响

为提高发动机推重比,叶片壁厚越来越薄。然而,随着壁厚变薄,蠕变速率增加,寿命下降,这种蠕变性能对壁厚的依赖性称为薄壁效应^[3-10]。目前关于壁厚对性能的影响研究以持久蠕变性能为主^[11-13],对拉伸^[14]和疲劳^[15]性能的影响研究相对较少。本节将从薄壁效应的成因以及影响因素 2 个方面进行介绍。

1981 年, Gibbons^[16]发现当壁厚小于 1 mm 时,变形高温合金 Nimonic 90 的蠕变性能显著下降。研究显示,持久性能对壁厚的敏感性依多晶、定向柱晶、单晶合金递减^[10]。目前,针对单晶高温合金的薄壁效应现象已开展了大量研究,如表 1 所示^[4-6, 11-13, 17-26]。

表 1 单晶高温合金的薄壁效应研究
Table 1 The study on thickness debit effects of single crystal superalloys

Year	Alloy	Experimental condition	Size of gauge section/mm	Main mechanism
1985 ^[17]	CMSX-3	650~980 ℃, 137~275 MPa	$\delta=0.5, 6$	Oxidation, the levels of microshrinkage and porosity, secondary dendrite spacing, thin-flat specimens with free edges
2004 ^[4]	PWA 1484	982 ℃/207 MPa, 982 ℃/248 MPa, 871 ℃/413 MPa, 760 ℃/758 MPa	$\delta=0.38, 0.76, 1.57, 3.08$	Deformation constraint, plastic anisotropy
2010 ^[6]	René N5	980 ℃/(230, 270, 300) MPa	95×3×1, 95×4×0.3	Oxidation
2012 ^[18]	M247LC SX	980 ℃/(150~230) MPa, 1100 ℃/(70~90) MPa	80×3×(0.3, 1)	Oxidation
2012 ^[19]	PWA 1484	982 ℃/248 MPa, 760 ℃/758 MPa	25.58×4.75×(0.51, 3.18)	Oxidation, void nucleation
2013 ^[20]	M247LC SX	980 ℃/(50, 75, 100, 230) MPa	$\delta=0.1, 0.3, 1$	Oxidation
2014 ^[21]	DD499	1040 ℃/165 MPa, 760 ℃/790 MPa	18×3×(0.8, 1.2)	Oxidation
2015 ^[11]	DD6	760 ℃/(830, 850, 900) MPa, 980 ℃/(320, 360, 400) MPa, 1100 ℃/(170, 200, 225) MPa	21×2×(0.3, 0.6, 1.2)	Fracture mode, the degree of necking, the shape and quantity of creep cavities, oxide thickness
2018 ^[5]	DD6	980 ℃/250 MPa	46×3×(0.67, 0.81, 1.11)	Oxidation, internal nitridation, the growth rate of cracks
2019 ^[22]	DD6	980 ℃/250 MPa	46×3×(0.64~1.15)	Oxidation, the initiation and propagation of crack, creep damage
2020 ^[13]	DD5	980 ℃/(220, 275, 330) MPa	25.6×2×(0.5, 0.9, 1.3)	Crack growth rate, oxidation
2022 ^[12]	A 2 nd generation alloy	1100 ℃/130 MPa	155×10×(0.6, 0.8, 1.25, 1.74, 2.17)	The number of slip systems, oxidation

续表

Year	Alloy	Experimental condition	Size of gauge section/mm	Main mechanism
2023 ^[23]	Ni ₃ Al	980 °C/220 MPa	40×3×(0.3, 0.5, 0.7)	Plastic deformation, internal defects, surface affected zone
2023 ^[24]	DD33	1100 °C/140 MPa	33×3×(0.5, 1, 1.5)	Plastic deformation, oxidation
2023 ^[25]	A 2 nd generation alloy	980 °C/250 MPa	15×3×(0.5, 1.5, 5)	Oxidation
2024 ^[26]	DD33	1100 °C/137 MPa	66×8×(0.3, 0.5, 0.8, 1, 1.5)	Plastic deformation (0.5~1.5 mm), plastic deformation, oxidation (0.3 mm)

1985 年, Doner 和 Heckler^[17] 研究发现薄壁试样与标准圆棒试样之间在氧化、孔洞数量、二次枝晶间距以及自由表面等方面存在差异, 造成薄壁效应的产生。此后, 随着国内外学者对薄壁效应研究的逐渐深入, 大多数学者认为氧化是薄壁效应的主要原因, 氧化导致试样有效承载面积下降, 同时, 氧化导致 γ' 相形成元素 Al 的消耗, 生成 γ' 贫化区也会降低试样有效承载面积^[5, 6, 18, 20-22, 25]。而且, 样品越薄, 其比表面积越大, 导致蠕变性能降幅更大^[6, 19, 20]。也有学者指出, 不同壁厚试样间变形约束差异导致的塑性变形差异(颈缩程度、孔洞形貌和数量、裂纹扩展速率、蠕变损伤等)的影响更为重要^[3, 5, 11-13, 22, 24, 26]。近年来, 氧化和塑性变形对不同壁厚试样有效应力增加贡献的量化结果表明, 壁厚较薄时, 氧化和塑性变形的影响相当, 随着壁厚逐渐增加, 塑性变形的影响占主导^[26]。Ni₃Al 基单晶合金的

研究表明, 薄壁效应主要源于塑性变形、内部缺陷及表面影响区的综合作用^[23]。

薄壁效应与温度和应力密切相关(图 2^[3, 13])。同一合金在中温高应力条件下的薄壁效应敏感性高于高温低应力条件^[3, 11]。中温高应力条件下试样对晶体转动和组织差异非常敏感, 较高应力显著促进薄壁试样的塑性变形, 提高裂纹扩展速率, 最终加速试样断裂; 高温低应力条件下, 裂纹扩展速率相对较小, 而且高温下裂纹存在钝化现象, 因此, 较薄试样的寿命降幅低于低温高应力条件下^[3]。而在相同温度条件下, 随着应力的减小, 裂纹扩展速率下降, 薄壁效应减弱^[13]。

近年来, 二次取向对薄壁效应的影响引起广泛关注^[24, 26]。Wang 等^[24]发现二次取向分别为[110]和[100]的三代单晶试样在 1100 °C/140 MPa 均存在薄壁效应, 相比于二次取向[100]试样, 对壁厚变化更加敏感。

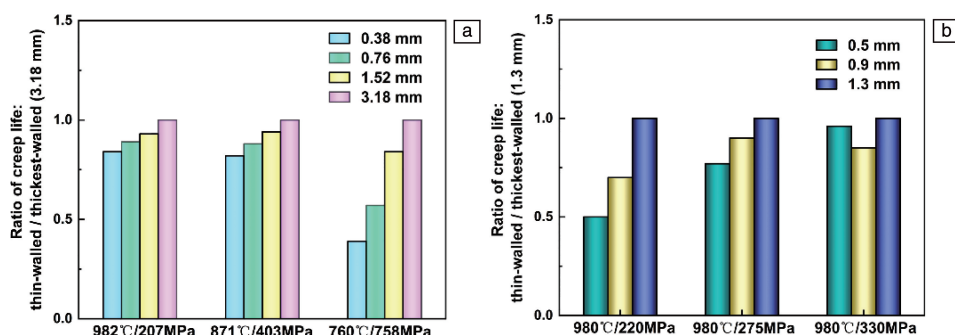


图 2 壁厚较薄试样与壁厚最厚试样蠕变寿命之比: (a) 不同温度应力条件^[3], (b) 相同温度不同应力条件^[13]

Fig. 2 Ratio of creep rupture life of thin-walled samples to the thickest samples: (a) different temperature and stress conditions^[3], (b) same temperature and different stress conditions^[13]

2.2 气膜孔的影响

气膜冷却技术利用膜状低温气体使叶片与高温气体隔离, 成为降低叶片表面温度的重要举措^[27]。早在 20 世纪 70 年代, 美国 Goldstein^[28]介绍了不同气膜孔结构和流场参数对气膜冷却的影响。目前, 关于气膜孔对单晶合金性能影响的研究主要集中于气膜孔形状^[29]、尺寸^[30]、倾斜角度^[31]以及排布^[32]等方面。

本节将介绍气膜孔对单晶合金拉伸、持久蠕变及疲劳性能的影响。

2.2.1 气膜孔对拉伸性能的影响

表 2 汇总了目前关于气膜孔(孔数量^[29, 33-35]、孔径^[36]、孔倾角^[30]及形状^[29])对单晶合金拉伸性能影响的研究结果。含单孔(孔径 0.5 mm)板式样品室温拉伸结果显示, 孔周较大的应力集中促进滑移系启动, 加速裂纹

表 2 气膜孔对单晶合金拉伸性能的影响
Table 2 Effect of film holes on tensile properties of single crystal alloys

Year	Alloy	Experimental condition	Diameter/mm	Inclination angle/shape	Row/number	Tensile properties comparison	Reason
2012 ^[35]	DD6	850 ℃, 900 ℃, 980 ℃	0.4	Straight/circle	6/28	Yield strength; with hole<without hole	The higher strain concentration around holes accelerated the initiation and propagation of cracks
2015 ^[34]	DD33	Room temperature	0.5	Straight/circle	1/1	Yield strength; with hole<without hole	The higher strain concentration around holes accelerated the initiation and propagation of cracks
2015 ^[30]	DD33	Room temperature	0.5	Inclined/ellipse	1/1	Yield strength; skew angles 30°< skew angles 60°< skew angles 90°	The higher strain concentration around the skew holes was observed and especially at skew angles 30°
2016 ^[36]	DD33	Room temperature	0.5, 0.7, 0.9	Straight/circle	1/1	Yield strength; $\Phi 0.9<\Phi 0.7<\Phi 0.5$	The strain concentration and strain gradient around the hole increase with the increase of the hole size
2019 ^[33]	A 2 nd generation alloy	980 ℃	0.5	Straight/circle	1/1	Tensile, yield strength; without hole>with hole (without recast layer)> with hole (with recast layer)	The higher strain concentration around hole accelerated the initiation and propagation of cracks; the recast layer of a hole exhibits cellular-dendrite structure and becomes softer than the substrate
2022 ^[29]	DD6	Room temperature	0.4	Straight/circle, inclined/ellipse, diffusive/fan-shaped	1/1	Yield strength; straight hole>fan-shaped hole> inclined hole>without hole; tensile strength; straight hole>inclined hole> fan-shaped hole>without hole	The cooling holes play a strengthening effect on the single crystal superalloy; the asymmetric diffusive cooling hole induces larger resolved shear stresses and localized plastic deformation near the hole

的萌生与扩展，导致含单孔试样的屈服及抗拉强度均低于无孔试样^[33, 34]。随着孔径由 0.5 增大至 0.9 mm，孔周应变及应力梯度增大，导致屈服和抗拉强度进一步降低。而当孔径降到 0.4 mm 时，孔周缺口效应对单晶合金起到强化(或硬化)作用，使得含单孔试样的室温屈服和抗拉强度反而高于无孔试样^[29]。然而，对于含密排孔(6 排 28 个孔，孔径 0.4 mm)的管式试样而言，虽然孔径较小，但孔数量较多，孔周较大的应力应变集中导致含孔试样在 850 和 980 ℃ 的屈服强度、抗拉强度、延伸率和断面收缩率均低于无孔试样^[35]。

Zhou 等^[30]发现，倾斜孔的锐角边应变集中更加明显，且随着孔倾斜角度由 90°变为 30°，锐角边的应变集中进一步增加，导致试样屈服强度与延伸率不断下降。此外，拉伸性能受孔形状(扇形、椭圆形、垂直形)影响，其中扇形、椭圆形孔周应力与应变较大，导致试样屈服强度和抗拉强度显著下降^[29]。

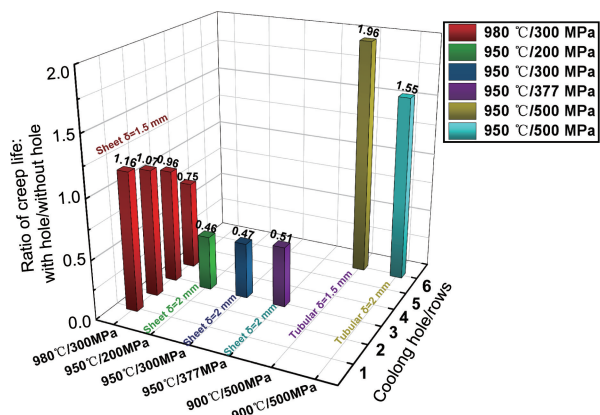
2.2.2 气膜孔对持久性能的影响

在叶片服役过程中，气膜孔周围易产生裂纹是导致

叶片失效的主要原因之一^[37]。因此，关于气膜孔对蠕变性能及损伤机制的影响备受关注。

气膜孔对持久性能影响的研究结果汇总于图 3^[38-43]。与无孔试样相比，含 1~2 排孔的板式试样的持久寿命有所提升，而含 3~4 排孔的板式试样的持久寿命下降^[38-42]，这可能与真应力集中因子的变化有关^[38-40]。Zhang 等^[41]的实验及模拟结果表明，含 3 排孔的板式试样在 950 ℃蠕变过程中孔周存在明显应力集中且应力梯度较大，促进裂纹萌生和扩展，导致含孔试样持久性能下降。对于含 6 排孔的管式试样而言，虽然蠕变过程中孔周同样存在应力集中，促使变形优先在孔周产生，但含孔试样的持久寿命高于无孔试样^[43]。

孔的排列方式同样影响持久性能。Lian 等^[32]的模拟结果显示，对于孔交错排列的试样而言，孔周 Mises 应力和分切应力按 2 排孔、1 排孔及 3 排孔依次下降，但当孔平行排列时，则按 2 排孔、3 排孔及 1 排孔依次下降。随孔中心水平距离与垂直距离比值的减小，孔周 Mises 应力和分切应力逐渐减小^[32, 44]。

图 3 不同条件下含孔试样与无孔试样蠕变寿命之比^[38-43]Fig. 3 Ratio of creep rupture life for specimens with holes and without holes under different conditions^[38-43]

Liang 等^[31]指出,蠕变过程中不同孔倾角(0° , 15° , 30° 和 45°)的孔周最大分切应力分布、裂纹扩展方向、孔周最大蠕变损伤位置不同,导致蠕变性能存在差异,其中孔倾角为 30° 时蠕变寿命最长。此外有研究表明,随孔圆度下降,孔周 Mises 应力和应力梯度增大,进一步加剧孔周损伤累积,对叶片的可靠性产生不利影响^[45]。值得注意的是,与电火花打孔相比,电液束加工的孔内表面氧化程度较轻,更加光滑,样品的持久寿命更长^[46]。

2.2.3 气膜孔对疲劳性能的影响

除蠕变损伤外,疲劳损伤也是涡轮叶片失效的主要诱因之一^[47]。然而,目前关于气膜孔对镍基单晶高温合金疲劳性能的影响研究相对较少。

气膜孔孔径、倾斜角度均会对热疲劳性能产生重要影响^[48]。当孔径(圆孔)为 0.5、0.7 及 0.9 mm 的板式试样经过 580 个循环周次后仅孔形状略微椭圆化,未观察到裂纹。随孔径增至 2 mm,孔周应力和应变增大,100 个循环周次时已萌生裂纹并快速扩展^[48]。由于最大应变集中在倾斜孔的锐角边,随着孔(孔径 0.5 mm)倾斜角度由 90° 减小至 30° ,孔边的最大应变集中因子逐渐增大,加速了裂纹的萌生和扩展。因此,1100 °C \rightleftharpoons 室温的热疲劳实验过程中,含倾斜角度 $\alpha = 30^\circ$ 孔的试样经 100 个循环周次时裂纹便在孔周萌生并快速扩展,而含 60° 及 90° 孔的试样即使经过 580 个循环周次,孔周仍未观察到裂纹^[48]。

孔的倾斜角度、圆度以及数量均对低周疲劳性能影响显著^[49-52]。1000 °C 低周疲劳实验过程中,与 30° 和 90° 孔相比, 45° 倾斜孔每个循环后应变累积最大,孔周损伤最严重,裂纹数量最多,导致其低周疲劳性能最差^[49]。随孔圆度的降低以及孔数量的增多,试样低周疲劳寿命下降^[50, 51],其中密排多孔(3 排共 14 孔)试样的

寿命仅为单孔试样的十分之一^[51]。

室温下的高周疲劳寿命对孔结构较为敏感,但受孔排布的影响相对较小,3 排孔试样(每排孔平行于拉伸轴方向)的平均寿命约为无孔试样的四分之一^[52]。

3 二次取向对合金性能的影响

通常人们认为叶片失效主要是由轴向离心力的作用造成,长久以来在单晶叶片的生产过程中多采用螺旋选晶法控制一次枝晶取向(一次取向)。然而,先进单晶叶片通常具有薄壁结构,而且单晶高温合金具有明显的各向异性特征,因此,随先进单晶叶片壁厚不断变薄,二次枝晶取向(二次取向)的影响逐渐突显出来。早在 1985 年,日本学者 Sugimoto 就报道过二次取向对拉伸性能的影响^[53]。时至今日,随着先进单晶叶片的推广应用,二次取向对力学性能的影响引起了国内外研究者的广泛关注。

3.1 二次取向对拉伸性能的影响

研究发现,二次取向影响拉伸性能^[54-58]。Takehi^[55]和 Zhou 等^[56]指出,薄壁(0.5 mm)试样可视为平面应力状态^[53-56, 59],由于八面体滑移系在不同二次取向样品中相对位置不同,位错滑移单位柏氏矢量 $|\vec{b}|$ 时,二次取向 $[100]$ 试样在厚度方向上产生的变形量大于二次取向 $[110]$ 试样,因此,二次取向 $[100]$ 试样室温拉伸强度略低于二次取向 $[110]$ 试样。此外,Wei 等^[57, 58]的三维分子动力学模拟结果显示,二次枝晶与样品表面呈 18° 和 45° 时拉伸性能较好,而二次枝晶与样品表面呈 34° 和 63° 时拉伸性能较差,两者相差近 50%。此模拟结果与周忠娇^[48]的实验结果趋势一致。

3.2 二次取向对蠕变性能的影响

二次取向 $[100]$ 和 $[110]$ 单晶试样蠕变性能之比如图 4 所示^[24, 59-65]。不同二次取向试样的蠕变性能存在差异,这主要归因于 $\{111\} < 101 >$ 滑移系相对于不同二次取向试样表面的排布位置不同^[24, 59-66]。与高温低应力条件下相比,中温高应力下不同二次取向间蠕变性能差异更加显著^[63, 66]。Wang 等^[24]的实验结果表明,不同二次取向试样蠕变性能差异与壁厚密切相关,当壁厚为 1.5 mm 时,二次取向 $[100]$ 试样持久寿命高于二次取向 $[110]$ 试样,但随壁厚减小,相同壁厚不同二次取向试样的蠕变性能差异减小。

基于叶片的实际结构而言,二次取向是否影响合金的薄壁效应也得到了关注。Zhang 等^[67]在 Ni_3Al 基单晶板式试样(壁厚 0.3~0.7 mm) 980 °C/220 MPa 蠕变实验中,未观察到二次取向 $[010]$ 和 $[110]$ 试样蠕变寿命存在明显差异。但 Wang 等^[24]发现第三代单晶 DD33 在 1100 °C/140 MPa 条件下,二次取向 $[100]$ 试样薄壁效应敏感性大

于二次取向[110]试样。Liu 等^[26]借鉴高通量实验方法设计了管式试样,结果表明,随壁厚下降试样不同二次取向位置([100]、[110]、[210])塑性变形各向异性逐渐增大。当壁厚为 0.3 mm 时,不同二次取向位置处氧化和塑性变形各向异性共同导致持久寿命显著下降;当壁厚为 0.5~1.5 mm 时,塑性变形各向异性对于持久寿命的下降起主导作用,这是真空条件下仍存在薄壁效应的主要原因。

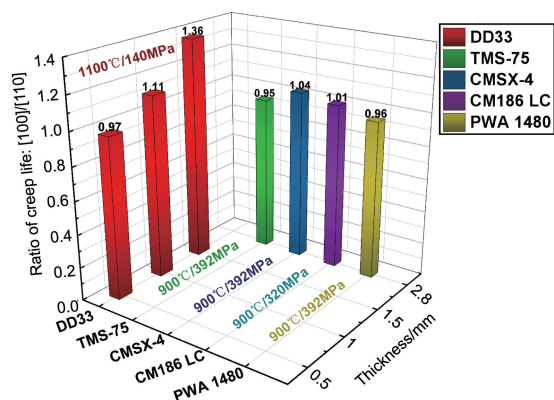


图 4 不同二次取向[100]和[110]试样蠕变性能之比^[24, 59-65]

Fig. 4 Ratio of creep rupture life of [100] samples to [110] samples under different conditions^[24, 59-65]

3.3 二次取向对疲劳性能的影响

二次取向对热疲劳性能的影响显著^[59, 68-75]。不同二次取向样品热疲劳性能的差异与实验温度密切相关^[76, 77]。郑明瑞等^[76, 77]研究发现,当上限温度为 1000 和 1200 °C 时,不同二次取向第三代单晶标准缺口试样的热疲劳性能按二次取向[100]、[210]、[110]依次下降。当上限温度为 1100 °C 时,二次取向[100]试样热疲劳性能仍最优,而二次取向[210]试样则相对最差。

He 等^[73]通过 SEM 原位疲劳试验与晶体塑性有限元模拟相结合的方式,对比了二次取向[010]及[110]试样在 600 °C 下低周疲劳裂纹萌生和扩展行为,发现二次取向[100]试样的裂纹在与应力轴呈 45°角的高密度滑移痕迹区域萌生并沿 45°滑移迹线方向扩展,而二次取向[110]试样的裂纹则萌生于与应力轴垂直的滑移线并沿水平方向扩展。Zhang 等^[75]实验与模拟相结合的研究结果显示,二次取向[100]试样的裂纹扩展速率高于[110]试样,且二次取向[100]试样在不同面内疲劳裂纹扩展速率相同,而[110]试样在不同面内疲劳裂纹扩展速率则存在较大差异。

Qiu 等^[74]利用 SEM 原位表征分析了二次取向对 600 °C 高周疲劳裂纹闭合行为的影响。研究表明,经过 20 000~30 000 周次循环后,粗糙度和塑性引起的裂纹闭合效应

分别主导二次取向[100]与[110]试样的裂纹闭合行为,且二次取向[100]试样中裂纹呈锯齿状扩展,而[110]试样中裂纹呈直线扩展。

4 涂层对性能的影响

随着航空发动机推重比的不断提高,涡轮叶片承温能力需求愈来愈高。涂层可以起到隔热作用,有效提高叶片的承温能力,同时提高叶片抗氧化及抗热腐蚀性能。关于涂层对力学性能影响的研究,多采用标准棒状试样,以拉伸^[78-82]、蠕变^[80, 83-86]和疲劳^[81, 83, 87-95]为主,然而,先进单晶叶片多呈薄壁结构,传统棒状试样无法真实反映其变形损伤机制,因此,近年来有关涂层对薄壁试样力学性能的影响得到广泛关注^[7, 18, 60-65, 96, 97]。

Takehi 等^[65]和 Latief 等^[60-63, 97]开展了大量渗铝涂层对板式试样蠕变性能影响的相关研究,如图 5 所示。渗铝涂层降低了二次取向[100]和[110]板式试样(截面 2.8 mm×2.8 mm)的蠕变性能,对二代单晶合金 CM186 LC 在 900 °C/392 MPa 条件下的蠕变性能影响最为明显^[60-63, 65, 97]。然而,Branner 等^[18]指出,当壁厚为 1 mm 时,在不考虑初始互扩散层和渗铝涂层厚度的前提下,涂层可以减缓 γ' 相贫化层的形成。与无涂层试样相比,相同条件下涂层试样蠕变寿命虽无明显变化,但数据更稳定;但当壁厚降至 0.3 mm 时,渗铝涂层试样蠕变性能显著下降。

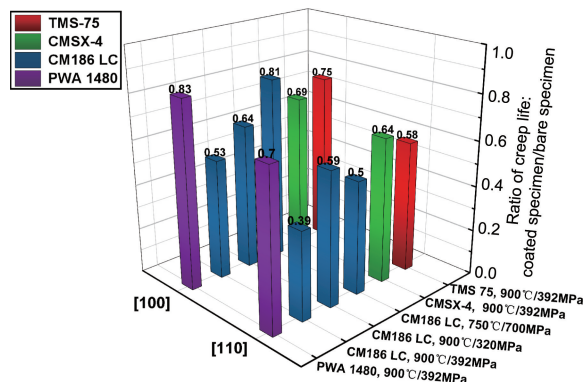


图 5 不同条件下渗铝涂层试样与无涂层试样蠕变寿命之比^[60-63, 65, 97]

Fig. 5 Ratio of creep rupture life for specimens with and without aluminized coatings under different conditions^[60-63, 65, 97]

薄壁涂层试样蠕变性能受二次取向^[60-63, 65, 97]、应力^[63, 97]及温度^[63]的影响。如图 5 所示,二次取向[110]涂层试样蠕变寿命降幅大于二次取向[100]试样^[60-63, 65, 97],二代单晶合金 CM186 LC 中温高应力条件下差异更加明显^[63]。对于单晶合金 CM186 LC 而言,在 900 °C 条件下,渗铝涂层对试样蠕变性能的不利影响随应力减小逐渐降低^[63, 97]。Liu 等^[96]研究发现,在 850 °C/

450 MPa、980 °C/250 MPa、1100 °C/137 MPa 条件下, 涂覆 Pt-Al 涂层的 1 mm 厚板式试样的蠕变寿命较无涂层试样有所下降(图 6)。相比于高温低应力条件, 在中温高应力条件下, 由于初始裂纹扩展速率较大, 同时氧化速率相对较小, 表面裂纹容易扩展进入基体, 导致涂层试样蠕变寿命显著下降; 在高温低应力条件下, 虽然表面裂纹导致有效应力提高会降低合金性能, 但高温下裂纹钝化现象降低了其扩展速率, 使得其寿命降幅低于中温高应力^[96]。此外, 涂层对蠕变性能的影响还与热暴露时间有关^[64]。当薄壁试样在 1100 °C 热暴露时间低于 100 h 时, 渗铝涂层试样蠕变寿命略低于无涂层试样。随着热暴露时间的延长, 渗铝涂层试样中 γ' 相发生粗化, 并且形成二次反应区及 TCP 相, 导致其蠕变性能显著低于无涂层试样^[64]。

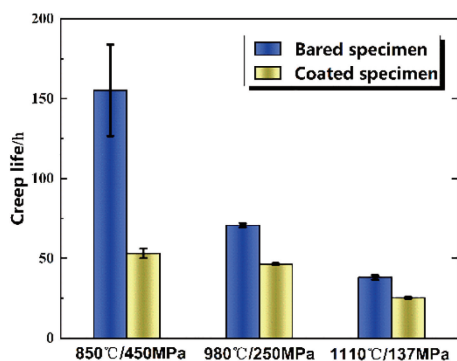


图 6 不同条件下渗铝涂层和无涂层 1 mm 厚试样的蠕变寿命^[96]

Fig. 6 The creep rupture life of 1 mm thick specimens with and without aluminized coatings under different conditions^[96]

5 结构、二次取向、涂层耦合作用对单晶合金性能的影响

先进单晶叶片具有壁厚薄、气膜孔多、涂层成分复杂等特点, 使得叶片性能受二次取向、结构(薄壁、气膜孔等)、涂层及温度梯度等多因素耦合的共同影响。

5.1 壁厚、二次取向及气膜孔耦合作用对单晶性能的影响

在国家自然科学基金的资助下, 中国科学院金属研究所率先开展了二次取向、气膜孔对三代单晶薄壁试样拉伸、疲劳性能影响的相关研究^[56, 69, 76, 98]。无孔时二次取向[110]试样屈服强度与抗拉强度均略高于二次取向[100]试样, 然而, 引入孔(孔径 0.5 mm)后, 孔周处于多轴应力状态, 促进塑性变形, 由于不同二次取向试样八面体滑移系相对位置不同, 导致二次取向[100]试样激活的滑移系更多, 拉伸性能更优^[56, 48]。Zhou 等^[99]通过室温 SEM 原位拉伸实验和晶体塑性模拟获得了相似的结果。然而, Guo 等^[100]的研究结果却表明, 二次取向对

含孔试样拉伸性能的影响较小。

气膜孔和二次取向的耦合作用同样对热疲劳性能产生重要影响。Lv 等^[101]研究表明, 在相同上限温度(900 和 1000 °C)下, 二次取向[110]试样的裂纹扩展速率大于[100]取向的, 但不同二次取向样品孔周裂纹萌生位置和扩展方向较为接近。然而, 王莉等^[69, 98]和郑明瑞^[76]却发现在上限温度为 1000, 1100 和 1200 °C 的冷热循环过程中, 二次取向[110]样品气膜孔孔周最先萌生裂纹, 且裂纹在与枝晶生长方向垂直的孔边产生, 并迅速沿与枝晶生长方向呈 45°角扩展。不同二次取向试样间([100]、[210]、[110])热疲劳性能差异本质上是单晶高温合金晶体结构的各向异性导致的热应力差别与微观组织退化差异共同作用的结果^[76, 98, 102]。蒋康河等^[103]研究发现, 在试样结构、孔尺寸和热机械疲劳载荷均相同的情况下, 二次取向[110]试样的寿命仅为二次取向[100]试样的 40.0%。

5.2 壁厚、二次取向和涂层耦合作用对单晶性能的影响

含涂层(渗铝涂层、Pt-Al 涂层)的样品也存在薄壁效应^[96, 104], 与无涂层薄壁试样的结果相似, 相比于高温低应力, 中温高应力条件下薄壁效应更加显著(图 7)^[3, 96, 104]。

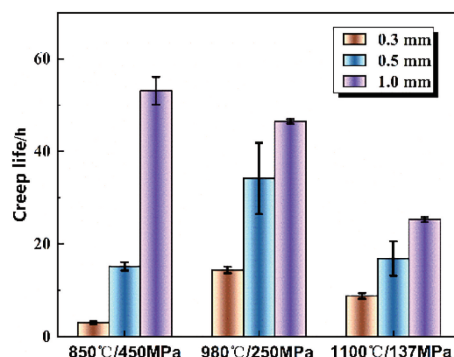


图 7 不同壁厚的二次取向[110]涂层试样的蠕变寿命^[96]

Fig. 7 The creep rupture life of [110] coated specimens with different wall thicknesses^[96]

随叶片壁厚不断下降, 二次取向对含涂层薄壁试样的蠕变性能影响显著。与无涂层薄壁试样有所不同, 二次取向[100]涂层试样在不同条件下的蠕变寿命均高于二次取向[110]涂层试样(图 8)^[60-63, 65, 97]。这归因于不同二次取向试样中 $\{111\} < 110 \rangle$ 滑移系相对位置不同, 使得裂纹扩展过程中单位长度裂纹扩展造成有效承载面积的降低程度不同^[63, 65]。同时, 涂层/基体间互扩散区硬度和 TCP 相分布差异造成有效承载面积降低程度存在差别, 两者共同作用导致不同二次取向试样蠕变性能的差异^[62, 97]。

CM186 LC 合金在 900 °C 蠕变时, 随应力下降, 二次取向[100]和[110]涂层试样间蠕变寿命差异减小^[63, 65];

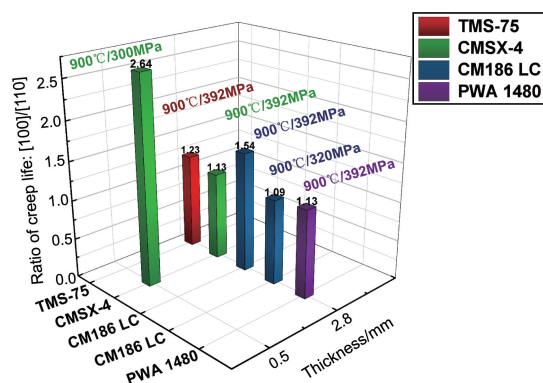


图 8 不同二次取向[100]和[110]涂层试样蠕变性能之比^[60-63, 65, 97]
Fig. 8 Ratio of creep rupture life of aluminized specimens with second orientation of [100] and [110] under different conditions^[60-63, 65, 97]

而 CMSX-4 合金随应力和壁厚减小, 不同二次取向涂层试样间蠕变寿命差异增加^[65]。此外, 不同二次取向含涂层试样经固溶与时效处理后蠕变性能差异大于仅固溶处理的试样, 这主要归因于时效处理后获得了更加均匀的 γ/γ' 组织, 促进了 $\{111\}<110>$ 滑移系的开动^[61]。

5.3 壁厚、涂层与温度梯度耦合作用对单晶性能的影响

为提升叶片承温能力, 在叶片内部通入冷却气体来降低叶片表面温度, 同时, 部分气体由气膜孔流出, 在叶片表面形成冷却气膜, 使其免受高温燃气的直接冲击。但冷却气流往往会造成叶片内外壁之间产生较大的温度梯度, 影响叶片的服役寿命。然而, 由于实验条件所限, 目前公开报道的关于温度梯度环境下单晶性能的相关研究仍然较少^[105, 106]。

Sun 等^[105]研究了温度梯度对涂覆涂层的 CMSX-4 合金热机械疲劳性能的影响。无涂层试样的疲劳寿命按等温疲劳、热机械疲劳、热梯度机械疲劳依次下降。温度梯度引起的应力不均匀分布, 进一步降低了合金的疲劳性能。当试样表面涂覆热障涂层后, 基体温度与温度梯度同时降低, 从而改善了应力分布。因此, 涂覆热障涂层的试样的热梯度机械疲劳寿命更长。作者课题组初步开展的温度梯度下持久性能结果显示, 温度梯度可显著提高热障涂层试样的持久寿命, 具体原因仍在分析中。

6 结 语

高温合金近服役环境性能研究为叶片结构设计、叶片制备过程中工艺参数的优化选取, 以及叶片服役性能及安全可靠性评价提供了重要理论依据。尽管目前研究已经考虑了叶片结构、服役环境的特点, 但更接近叶片实际服役环境的实验条件下, 多因素耦合的高通量实验设计、更贴近真实叶片结构及服役环境的计算模拟、先进表征手段的运用仍是今后努力的方向。此外, 对于未

来的研究而言, 叶片结构特征(薄壁、孔、转角等)、二次取向、表面状态(多种涂层)、气氛、温度梯度等多因素耦合作用的研究是必然发展趋势。

参考文献 References

- [1] 张健, 王莉, 谢光, 等. 金属学报[J], 2023, 59(9): 1109-1124.
ZHANG J, WANG L, XIE G, *et al.* Acta Metallurgica Sinica[J], 2023, 59(9): 1109-1124.
- [2] 张健, 王莉, 王栋, 等. 金属学报[J], 2019, 55(9): 1077-1094.
ZHANG J, WANG L, WANG D, *et al.* Acta Metallurgica Sinica[J], 2019, 55(9): 1077-1094.
- [3] SRIVASTAVA A, NEEDLEMAN A. Acta Materialia [J], 2013, 61(17): 6506-6516.
- [4] SEETHARAMAN V, CETEL A D. Proceedings of the 10th International Symposium on Superalloys[C]. U.S.: The Minerals Metals & Materials Society, 2004: 207-214.
- [5] HU Y B, ZHANG L, CAO T S, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2018, 728: 124-132.
- [6] BENSCH M, PREUBNE J, HÜTTNER R, *et al.* Acta Materialia [J], 2010, 58(5): 1607-1617.
- [7] HÜTTNER R, GABEL J, GLATZEL U. Materials Science and Engineering: A[J], 2009, 510-511: 307-311.
- [8] GIBBONS T B. Advanced Materials[J], 1990, 2(12): 583-588.
- [9] DONER M, HECKLER J A. Proceedings of the 6th International Symposium on Superalloys[C]. U.S.: The Metallurgical Society, 1988: 653-662.
- [10] DUHL D N. Superalloys II[M]. New York: Wiley-Interscience, 1987: 189-214.
- [11] WEN Z X, PEI H Q, LI D F, *et al.* High Temperature Materials and Processes[J], 2015, 9: 1-10.
- [12] LV J J, ZHAO Y S, WANG S, *et al.* International Journal of Plasticity[J], 2022, 159: 103470.
- [13] YU Z Y, WANG X M, LIANG H, *et al.* International Journal of Mechanical Sciences[J], 2020, 170: 105357.
- [14] 张泽海, 于金江, 石峰, 等. 铸造[J], 2014, 63(8): 781-787.
ZHANG Z H, YU J J, SHI F, *et al.* China Foundry[J], 2014, 63(8): 781-787.
- [15] 高至远, 陈皓晖, 陈新, 等. 航空材料学报[J], 2023, 43(2): 98-106.
GAO Z Y, CHEN H H, CHEN X, *et al.* Journal of Aeronautical Materials[J], 2023, 43(2): 98-106.
- [16] GIBBONS T B. Metals Technology[J], 1981, 8(1): 472-475.
- [17] DONER M, HECKLER J A. SAE Technical Paper Series[C]. California: Society of Automotive Engineers, 1985: 1-6.
- [18] BRUNNER M, BENSCH M, VÖLKL R, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2012, 550: 254-262.
- [19] SRIVASTAVA A, GOPAGONI S, NEEDLEMAN A, *et al.* Acta Mate-

- rialia[J], 2012, 60(16): 5697-5711.
- [20] BENSCH M, KONRAD C H, FLEISCHMANN E, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2013, 577: 179-188.
- [21] 余昌奎, 于金江, 仇凤江, 等. 铸造[J], 2014, 63(5): 479-483.
- YU C K, YU J J, ZHANG F J, *et al.* China Foundry[J], 2014, 63(5): 479-483.
- [22] 张丽, 于慧臣, 郭广平, 等. 航空动力学报[J], 2019, 34(3): 627-634.
- ZHANG L, YU H C, GUO G P, *et al.* Journal of Aerospace Power[J], 2019, 34(3): 627-634.
- [23] ZHANG S Q, MA G Q, WANG H B, *et al.* Journal of Materials Research and Technology[J], 2023, 27: 2797-2805.
- [24] WANG L, LIU J, ZHENG M R, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2023, 968: 171968.
- [25] WU J J, MENG J, ZOU M K, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2023, 872: 144941.
- [26] LIU J, YU M H, MIN S L, *et al.* Journal of Materials Science & Technology[J], 2025, 217: 80-82.
- [27] CHENG F N, ZHANG J Z, CHANG H P, *et al.* International Journal of Heat and Mass Transfer[J], 2018, 117: 344-357.
- [28] GOLDSTEIN R J. Advances in Heat Transfer[M]. Amsterdam: Elsevier Ltd., 1971.
- [29] ZHANG Z F, WANG W H, JIANG R S, *et al.* International Journal of Mechanical Sciences[J], 2022, 229: 107514.
- [30] ZHOU Z J, WANG L, WEN J L, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2015, 628: 158-163.
- [31] LIANG J W, WEN Z X, YUE Z F. Rare Metal Materials and Engineering[J], 2015, 44(11): 2656-2660.
- [32] LIAN Y, XU Z, PEI H Q, *et al.* Journal of Mechanics[J], 2019, 35(6): 1-19.
- [33] SHANG Y, ZHANG H, HOU H Z, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2019, 782: 619-631.
- [34] ZHOU Z J, LIU T, PU S, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2015, 647: 802-808.
- [35] 刘大顺, 王佰智, 韩建锋, 等. 稀有金属材料与工程[J], 2012, 41(8): 1362-1366.
- LIU D S, WANG B Z, HAN J F, *et al.* Rare Metal Materials and Engineering[J], 2012, 41(8): 1362-1366.
- [36] 周忠娇, 刘涛, 张功, 等. 材料研究学报[J], 2016, 30(5): 343-347.
- ZHOU Z J, LIU T, ZHANG G, *et al.* Chinese Journal of Materials Research[J], 2016, 30(5): 343-347.
- [37] CHUN Y H, KONG Z Q, LIU X L, *et al.* Materials Science Forum[J], 2019, 944: 421-425.
- [38] 胡春燕, 刘新灵, 陶春虎, 等. 材料工程[J], 2016, 44(5): 93-100.
- HU C Y, LIU X L, TAO C H, *et al.* Journal of Materials Engineering[J], 2016, 44(5): 93-100.
- [39] 胡春燕, 徐元铭, 刘新灵, 等. 失效分析与预防[J], 2017, 12(1): 38-42+48.
- HU C Y, XU Y M, LIU X L, *et al.* Failure Analysis and Prevention[J], 2017, 12(1): 38-42+48.
- [40] XU Y M, SUN W K, DAI W, *et al.* Metals[J], 2017, 7(9): 1-17.
- [41] ZHANG D X, HE J Y, LIANG J W. Engineering Fracture Mechanics[J], 2020, 235: 107187.
- [42] YU Q M, YUE Z F, WEN Z X. Materials Science and Engineering: A[J], 2008, 477(1/2): 319-327.
- [43] LIU D S, WANG B Z, WEN Z X, *et al.* Advanced Materials Research[J], 2011, 284-286: 1678-1683.
- [44] 李磊, 侯乃先, 敖良波, 等. 稀有金属材料与工程[J], 2013, 42(3): 519-523.
- LI L, HOU N X, AO L B, *et al.* Rare Metal Materials and Engineering[J], 2013, 42(3): 519-523.
- [45] WEN Z, PEI H, ZHANG C, *et al.* Materials Science and Technology[J], 2016, 32(18): 1-10.
- [46] 江帆, 于金江, 姜建新, 等. 铸造[J], 2018, 67(11): 951-954+960.
- JIANG F, YU J J, LOU J X, *et al.* China Foundry[J], 2018, 67(11): 951-954+960.
- [47] REED R C. The Superalloys Fundamentals and Application[M]. London: Cambridge University Press, 2006.
- [48] 周忠娇. 单晶高温合金材料特征与结构特征耦合下的力学行为研究[D]. 北京: 中国科学院大学, 2015.
- ZHOU Z J. The Effect of Material Anisotropy and Structural Features on the Mechanical Behaviors of Ni-Based Single Crystal Superalloys[D]. Beijing: University of Chinese Academy of Sciences, 2015.
- [49] 张冬旭, 何金洋, 温志勋, 等. 推进技术[J], 2021, 42(1): 192-199.
- ZHANG D X, HE J Y, WEN Z X, *et al.* Journal of Propulsion Technology[J], 2021, 42(1): 192-199.
- [50] CHEN L, HU W B, WEN Z X, *et al.* Materials at High Temperatures[J], 2014, 31(1): 18-26.
- [51] 卢绪平, 温志勋, 岳珠峰, 等. 稀有金属材料与工程[J], 2015, 44(5): 1173-1176.
- LU X P, WEN Z X, YUE Z F, *et al.* Rare Metal Materials and Engineering[J], 2015, 44(5): 1173-1176.
- [52] 胡春燕, 刘新灵, 陶春虎, 等. 材料工程[J], 2017, 45(4): 84-89.
- HU C Y, LIU X L, TAO C H, *et al.* Journal of Materials Engineering[J], 2017, 45(4): 84-89.
- [53] SUGIMOTO K, SAKAKI T, HORIE T, *et al.* Metallurgical Transactions A[J], 1985, 16: 1457-1466.
- [54] 赵金乾, 史振学. 真空[J], 2018, 55(3): 41-44.
- ZHAO J Q, SHI Z X. Vacuum[J], 2018, 55(3): 41-44.
- [55] KAKEHI K. Scripta Materialia[J], 1999, 42(2): 197-202.
- [56] ZHOU Z J, WANG L, WANG D, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2016, 659: 130-142.
- [57] WEI W C, SONG J X, ZHANG J W, *et al.* Metals[J], 2022, 12

- (2): 1–12.
- [58] WEI W C, ZHANG J W, SONG J X, *et al.* Journal of Physics: Conference Series[J], 2021, 1907(1): 012011.
- [59] KAKEHI K. Materials Transactions[J], 2004, 45(6): 1824–1828.
- [60] LATIEF F H, KAKEHI K, MURAKAMI H, *et al.* Proceedings of the 12th International Symposium on Superalloys[C]. U.S.: The Minerals Metals & Materials Society, 2012: 311–320.
- [61] LATIEF F H, KAKEHI K. Materials & Design[J], 2013, 52: 134–142.
- [62] LATIEF F H, KAKEHI K, MURAKAMI H. Materials Science and Engineering: A[J], 2013, 567: 65–71.
- [63] LATIEF F H, KAKEHI K, MURAKAMI H. Scripta Materialia[J], 2013, 68(2): 126–129.
- [64] LATIEF F H, KAKEHI K. Materials & Design[J], 2014, 56: 816–821.
- [65] KAKEHI K, LATIEF F H, SATO T. Materials Science and Engineering: A[J], 2014, 604: 148–155.
- [66] ZHAO J Q. Proceedings of the 11th Chinese Materials Conference[C]. Shenzhen: Chinese Society for Materials Research, 2021: 318–324.
- [67] ZHANG S Q, MA G Q, WANG H B, *et al.* Crystals[J], 2023, 13(2): 1–10.
- [68] ZHANG G P, WANG Z G, LI G Y, *et al.* Metallurgical and Materials Transactions A[J], 1997, 28: 665–672.
- [69] 王莉, 周忠娇, 姜卫国, 等. 材料研究学报[J], 2014, 28(9): 663–667.
WANG L, ZHOU Z J, JIANG W G, *et al.* Chinese Journal of Materials Research[J], 2014, 28(9): 663–667.
- [70] ARAKERE N K, SWANSON G. Journal of Engineering for Gas Turbines and Power[J], 2002, 124(1): 161–176.
- [71] SAKAGUCHI M, KOMAMURA R, CHEN X S, *et al.* International Journal of Fatigue[J], 2019, 123: 10–21.
- [72] SUZUKI S, SAKAGUCHI M, INOUE H. Materials Science and Engineering: A[J], 2018, 724: 559–565.
- [73] HE Z, QIU W, FAN Y N, *et al.* Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures[J], 2017, 41(4): 935–948.
- [74] QIU W H, HE Z W, FAN Y N, *et al.* International Journal of Fatigue[J], 2016, 83(2): 335–343.
- [75] ZHANG Y Y, QIU W H, SHI H J, *et al.* Engineering Fracture Mechanics[J], 2015, 136: 172–184.
- [76] 郑明瑞. 一种第三代镍基单晶高温合金热疲劳损伤机制研究[D]. 合肥: 中国科学技术大学, 2023.
ZHENG M R. Study on Thermal Fatigue Behavior of a Third-Generation Ni-Based Single Crystal Superalloy[D]. Hefei: University of Science and Technology of China, 2023.
- [77] 郑明瑞, 李亚微, 刘静, 等. 材料研究学报[J], 2024, 38(2): 111–120.
ZHENG M R, LI Y W, LIU J, *et al.* Chinese Journal of Materials Research[J], 2024, 38(2): 111–120.
- [78] 王迪, 贺莉丽, 王栋, 等. 金属学报[J], 2023, 59(3): 424–434.
WANG D, HE L L, WANG D, *et al.* Acta Metallurgica Sinica[J], 2023, 59(3): 424–434.
- [79] TAO X P, WANG X G, ZHOU Y Z, *et al.* Surface and Coatings Technology[J], 2020, 389: 125640.
- [80] PARLIKAR C, SATYANARAYANA D V V, CHATTERJEE D, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2015, 639: 575–584.
- [81] 牟仁德, 王占考, 陆峰, 等. 装备环境工程[J], 2016, 13(3): 63–69.
MOU R D, WANG Z K, LU F, *et al.* Equipment Environmental Engineering[J], 2016, 13(3): 63–69.
- [82] RABIEIFAR A, AFSHAR M R, NAJAFI H, *et al.* Surface and Coatings Technology[J], 2022, 439: 128641.
- [83] TAO X P, WANG X G, ZHOU Y Z, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2021, 805: 140575.
- [84] RIALANT F, CORMIER J, LONGUET A, *et al.* Metallurgical and Materials Transactions A[J], 2013, 45: 351–360.
- [85] 王玉峰, 董晓峰, 付前刚, 等. 热加工工艺[J], 2021, 50(4): 102–105.
WANG Y F, DONG X F, FU Q G, *et al.* Hot Working Technology[J], 2021, 50(4): 102–105.
- [86] SATO A, AOKI Y, ARAI M, *et al.* The Japan Institute of Metals[J], 2007, 71(3): 320–325.
- [87] 田贺, 何利民, 牟仁德. 装备环境工程[J], 2019, 16(1): 41–46.
TIAN H, HE L M, MOU R D. Equipment Environmental Engineering[J], 2019, 16(1): 41–46.
- [88] 张迈, 张辉, 赵云松, 等. 稀有金属材料与工程[J], 2021, 50(11): 4174–4184.
ZHANG M, ZHANG H, ZHAO Y S, *et al.* Rare Metal Materials and Engineering[J], 2021, 50(11): 4174–4184.
- [89] HAN L, HUANG D W, YAN X J, *et al.* International Journal of Fatigue[J], 2019, 125: 491–504.
- [90] RHYS-JONES T N, CUNNINGHAM T P. Surface and Coatings Technology[J], 1990, 42(1): 13–19.
- [91] ŠULAK I, OBRTLIK L, ČELKO L, *et al.* Materials Characterization[J], 2018, 139: 347–354.
- [92] YANG L, LIU Q X, ZHOU Y C, *et al.* Journal of Materials Science & Technology[J], 2014, 30(4): 371–380.
- [93] RAHMANI K, NATEGH S. Materials Science and Engineering: A[J], 2008, 486(1/2): 686–695.
- [94] KROMER R, MAUGET F, DESPRES L, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2019, 756: 130–141.
- [95] 官声凯, 刘原, 耿粒伦, 等. 金属学报[J], 2023, 59(9): 1097–1108.
GONG S K, LIU Y, GENG L L, *et al.* Acta Metallurgica Sinica[J], 2023, 59(9): 1097–1108.
- [96] LIU Y, RU Y, ZHANG H, *et al.* Surface and Coatings Technology[J], 2021, 406: 126668.
- [97] LATIEF F H, KAKEHI K. Materials & Design[J], 2013, 49: 485–492.

- [98] 王莉, 周忠娇, 张少华, 等. 金属学报[J], 2015, 51(10): 1273-1278.
WANG L, ZHOU Z J, ZHANG S H, *et al.* Acta Metallurgica Sinica [J], 2015, 51(10): 1273-1278.
- [99] ZHOU H, ZHANG X, WANG P, *et al.* International Journal of Plasticity[J], 2019, 119: 249-272.
- [100] GUO Z X, SONG Z Y, DING X, *et al.* International Journal of Plasticity[J], 2023, 165: 103600.
- [101] LV J J, WANG A D, CHEN C F, *et al.* Materials Research Express[J], 2018, 5: 106516.
- [102] 王莉, 何禹锋, 申健, 等. 金属学报[J], 2019, 55(11): 1417-1426.
WANG L, HE Y F, SHEN J, *et al.* Acta Metallurgica Sinica[J], 2019, 55(11): 1417-1426.
- [103] 蒋康河, 陈竞炜, 荆甫雷, 等. 航空动力学报[J], 2019, 34(5): 980-986.
JIANG K H, CHEN J W, JING F L, *et al.* Journal of Aerospace Power[J], 2019, 34(5): 980-986.
- [104] HUTTNER R, VOLKL R, GABEL J, *et al.* Proceedings of the 11th International Symposium on Superalloys [C]. U.S.: The Minerals Metals & Materials Society, 2008: 719-723.
- [105] SUN J Y, YANG S, YUAN H. Materials Science and Engineering: A[J], 2021, 809: 140918.
- [106] KIM D, PARK K, KIM K, *et al.* International Journal of Fatigue [J], 2021, 151: 106402.

(编辑 吴 锐)



专栏特约编辑王 莉



特约撰稿人胡聘聘



特约撰稿人杨文超



特约撰稿人李金国

王 莉: 女, 1977 年生, 中国科学院金属研究所研究员、博士生导师。2004 年获中国科学院金属研究所与日本 Toyohashi University of Technology 联合培养硕士学位, 2009 年获中国科学院金属研究所与德国 Erlangen-Nuremberg University 联合培养博士学位。主要从事高温合金材料、组织与性能等研究。近年来, 主要针对航空发动机和燃气轮机中的“卡脖子”问题, 结合先进航空发动机和燃气轮机叶片结构特点、服役环境特点以及单晶合金各向异性的本质特性, 开展近服役环境下先进单晶合金组织与性

能研究。相关成果为两机叶片结构设计、制备工艺优化、服役性能评价以及提高服役安全可靠性能提供理论支撑。在 *Scripta Mater.*, *J. Mater. Sci. Technol.*, *Metall. Mater. Trans. A* 等学术期刊发表论文 70 余篇, 获授权发明专利 20 余项。

胡聘聘: 男, 1985 年生, 中国航发北京航空材料研究院先进高温结构材料重点实验室高级工程师。从事高温合金材料设计与精密铸造工程化研究工作, 在高温合金细晶铸造方面有较好的研究基础和丰富的工程经验。主要研究方向包括高温合金材料设

计、高温合金整体细晶铸造技术以及高温合金双性能盘精密铸造技术。主持或参与过 10 余项国防基础科研等, 申请专利 16 项、撰写高温合金相关标准 12 项, 研究成果成功应用于航空发动机和辅助动力装置。

杨文超: 男, 1985 年生, 西北工业大学材料学院、凝固技术国家重点实验室长聘教授, 博士生导师, 国家优秀青年科学基金获得者。主要从事铝合金、高温合金及其零件凝固成形基础和应用研究, 承担国家自然科学基金、工信部强基工程、国家重点研发计划、太行国家实验室等纵向课题 12 项、

中国航发集团等横向课题 15 项。入选中国科协青年人才托举工程、陕西省杰青和湖南省 100 个科技创新人才, 获中国产学研合作创新奖、中国材料研究学会青年科技奖、中国精品科技期刊顶尖学术论文奖、陕西省科学技术发明一等奖和陕西省航空学会青年科技奖。在 *International Journal of Plasticity*, *Journal of Materials Science & Technology*, *Materials Research Letters*, *Scripta Materialia* 等期刊发表论文 100 余篇, 获授权国家发明专利 18 件。现任中国金属学会电磁冶金与强磁场材料科学分会委员、陕西省航空

学会理事会理事等职。

李金国: 男, 1975 年生, 研究员, 现任中国科学院金属研究所高温结构材料研究部副主任, 主要从事先进单晶高温合金材料设计与制备、高温合金增材制造及粉末制备、先进陶瓷材料增材制造研究。先进高温合金材料研制及工程应用国防科技创新团队的带头人, 担任“十三五”国家重点研发计划项目和国家两机专项基础研究项目的首席科学家。主要研究集中在航空发动机涡轮叶片材料及制备技术中的瓶颈问题, 致力于先进高温合金材料设计与工程化应用基础研究与技术开发。承担的科研任务包括国家重点研发计划、两机重大专项、自然科学基金重点等 20 余项, 获辽宁省技术发明一等奖、产学研合作创新成果一等奖等 7 项奖励。发表论文 120 余篇, 申请专利 70 余项。